

明細書

深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法

技術分野

この発明は、自動車用鋼板等の用途に有用な、引張強さ (TS) が 440MPa 以上の高強度でかつ高 r 値 (平均 r 値 ≥ 1.2) を有する、深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を提案しようとするものである。

背景技術

近年、地球環境保全の観点から、CO₂の排出量を規制するため、自動車の燃費改善が要求されている。加えて、衝突時に乗員の安全を確保するため、自動車車体の衝突特性を中心にした安全性向上も要求されている。このように、自動車車体の軽量化と強化の双方が積極的に進められている。

自動車車体の軽量化と強化を同時に満たすには、剛性に問題とならない範囲で部品素材を高強度化し、板厚を減ずることによる軽量化が効果的であると言われており、最近では高張力鋼板が自動車部品に積極的に使用されている。

軽量化効果は、使用する鋼板が高強度であるほど大きくなるため、自動車業界では、例えば内板および外板用のパネル用材料として引張強さ (TS) 440MPa 以上の鋼板を使用する動向にある。

一方、鋼板を素材とする自動車部品の多くは、プレス加工によって成形されるため、自動車用鋼板は優れたプレス成形性を有していることが必要とされる。しかしながら、高強度鋼板は、通常の軟鋼板に比べて成形性、特に深絞り性が大きく劣化するため、自動車の軽量化を進める上での課題として、TS \geq 440MPa、より好ましくは TS \geq 500MPa、さらに好ましくは TS \geq 590MPa で、しかも良好な深絞り成形性を兼ね備える鋼板の要求が高まっており、深絞り性の評価指標であるランクフォード値 (以下「 r 値」という。) で、平均 r 値 ≥ 1.2 という高 r 値の高強度鋼板が要求されている。

高 r 値を有しながら高強度化する手段としては、極低炭素鋼を用い、鋼中に固溶する炭素や窒素を固着する量の Ti や Nb を添加し、IF (Interstitial

atom free) 化した鋼をベースとして、これに Si、Mn、P などの固溶強化元素を添加する手法があり、例えば特許文献 1 に開示されている方法がある。

特許文献 1 は、C: 0.002~0.015%、Nb: $C\% \times 3 \sim C\% \times 8 + 0.020\%$ 、Si: 1.2% 以下、Mn: 0.04~0.8%、P: 0.03~0.10% の組成を有する、引張強さ 35~45 kg/mm² 級 (340~440 MPa 級) の非時効性を有する成形性の優れた高張力冷延鋼板に関する技術であり、具体的には 0.008% C - 0.54% Si - 0.5% Mn - 0.067% P - 0.043% Nb の極低炭素鋼を素材とし、熱間圧延 - 冷間圧延 - 再結晶焼鈍を行うことにより、TS = 46 kgf/mm² (450 MPa)、平均 r 値 = 1.7 の非時効性高張力冷延鋼板を製造できることが示されている。

しかしながら、このような極低炭素鋼を素材として固溶強化元素を添加する技術では、引張強さが 440 MPa 以上あるいはさらに 500 MPa 以上や 590 MPa 以上といった高強度の鋼板を製造しようとする、合金元素添加量が多くなり、表面外観上の問題や、めっき性の劣化、2 次加工脆性の顕在化などの問題が生じてくることがわかってきた。また、多量に固溶強化成分を添加すると、r 値が劣化するので、高強度化を図るほど r 値の水準は低下してしまう問題があった。さらに、C 量を上記引用文献 1 に具体的に開示されているような C: 0.010% 未満という極低炭素域まで低減するためには製鋼工程で真空脱ガスを行わなければならない、すなわち、これは製造過程で CO₂ を多量に発生することになり、地球環境保全の観点からも好ましい技術とは言い難い。

鋼板の高強度化の方法として、前述のような固溶強化法以外に組織強化法がある。例えば、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相からなる複合組織鋼板である DP (Dual-Phase) 鋼板がある。DP 鋼板は、一般的に延性については概ね良好であり、優れた強度 - 延性バランス (TS × El) を有し、そして降伏比が低いという特徴、すなわち、引張強さの割に降伏応力が低く、プレス成形時の形状凍結性に優れるという特徴があるが、r 値が低く深絞り性に劣る。これは、マルテンサイト形成に必須である固溶 C が、高 r 値化に有効な {111} 再結晶集合組織の形成を阻害するからと言われている。

このような複合組織鋼板の r 値を改善する試みとして、例えば、特許文献 2 あるいは特許文献 3 の技術がある。

特許文献 2 には、冷間圧延後、再結晶温度 $\sim A_{c3}$ 変態点の温度で箱焼鈍を行い、その後、複合組織とするため 700 \sim 800 $^{\circ}C$ に加熱した後、焼入焼戻しを行なう方法が開示されている。しかしながら、この方法では、連続焼鈍時に焼入焼戻しを行なうため、製造コストが問題となる。また、箱焼鈍は、連続焼鈍に比べて処理時間や効率の面で劣る。

特許文献 3 の技術は、高 r 値を得るために冷間圧延後、まず箱焼鈍を行い、この時の温度をフェライト (α) - オーステナイト (γ) の 2 相域とし、その後、連続焼鈍を行うものである。この技術では、箱焼鈍の均熱時に α 相から γ 相に Mn を濃化させる。この Mn 濃化相は、その後の連続焼鈍時に優先的に γ 相となり、ガスジェット程度の冷却速度でも混合組織が得られるものである。しかしながら、この方法では、Mn 濃化のため比較的高温で長時間の箱焼鈍が必要であり、工程数が多く、製造コストの観点から経済性に劣るだけでなく、鋼板間の密着の多発、テンパーカラーの発生および炉体インナーカバーの寿命低下など製造工程上多くの問題がある。

また、特許文献 4 には、C : 0.003 \sim 0.03%、Si : 0.2 \sim 1%、Mn : 0.3 \sim 1.5%、Ti : 0.02 \sim 0.2% (ただし、(有効 Ti) / (C + N) の原子濃度比を 0.4 \sim 0.8) 含有する鋼を、熱間圧延し、冷間圧延した後、所定温度に加熱後急冷する連続焼鈍を施すことを特徴とする深絞り性及び形状凍結性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法が開示されており、具体的には、質量%で、0.012% C - 0.32% Si - 0.53% Mn - 0.03% P - 0.051% Ti の組成の鋼を冷間圧延後 $\alpha - \gamma$ の 2 相域である 870 $^{\circ}C$ に加熱後、100 $^{\circ}C/s$ の平均冷却速度で冷却することにより、 r 値 = 1.61、TS = 482 MPa の複合組織型冷延鋼板が製造可能である旨が示されている。しかし、100 $^{\circ}C/s$ という高い冷却速度を得るには水焼入設備が必要となる他、水焼入した鋼板は表面処理性の問題が顕在化するため、製造設備上および材質上の問題がある。

さらに、特許文献 5 には、C 含有量との関係で V 含有量の適正化を図ることで複合組織鋼板の r 値を改善する技術が開示されている。これは、再結晶焼鈍前には鋼中の C を V 系炭化物として析出させて固溶 C 量を極力低減させて高 r 値を図り、引き続き $\alpha - \gamma$ の 2 相域で加熱することにより、V 系炭化物を

溶解させて γ 中にCを濃化させてその後の冷却過程でマルテンサイト相を生成させるものである。しかしながら、Vの添加は、高価であるためコストの上昇を招くこと、さらに熱延板中に析出したVCは、冷間圧延時の変形抵抗を高くするため、例えば実施例に開示されているような圧下率70%での冷間圧延は、ロールへの負荷を大きくしてトラブル発生の危険性を増大させるとともに、生産性の低下が懸念されるなどの製造上の問題がある。

また、深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法の技術として、特許文献6の技術がある。この技術は、所定のC量を含有し、平均 r 値が1.3以上、かつ組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種類以上を合計で3%以上有する高強度鋼板を得るものであり、その製造方法は、冷間圧延の圧下率を30~95%とし、次いでA1とNのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達させて r 値を高めるための焼鈍と、引き続き組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種類以上を合計で3%以上有するようにするための熱処理を行うことを特徴とするものである。この方法では、冷間圧延後、良好な r 値を得るための焼鈍と、組織を作り込むための熱処理をそれぞれ必要としており、また、焼鈍工程では、箱焼鈍を基本とし、その保持時間が1時間以上という長時間保持を必要としており、工程的（時間的）に生産性が悪いという問題がある。さらに、得られる組織の第2相分率が比較的高いため、優れた強度延性バランスを安定的に確保することは難しい。

特許文献1： 特開昭 56-139654 号公報

特許文献2： 特公昭 55-10650 号公報

特許文献3： 特開昭 55-100934 号公報

特許文献4： 特公平 1-35900 号公報

特許文献5： 特開 2002-226941 号公報

特許文献6： 特開 2003-64444 号公報

発明の開示

深絞り性に優れる（軟）鋼板を高強度化するにあたり、従来検討されてきた固溶強化による高強度化の方法には、多量の或いは過剰な合金成分の添加が必要であり、これは、コスト的にも工程的にも、また r 値の向上そのものにも課題を抱えるものであった。

また、組織強化を利用した方法では、2回焼鈍（加熱）法や高速冷却設備を必要とするため、製造工程上の問題があり、さらに、VCを活用した方法も開示されているが、高価なVの添加はコストの上昇を招く他、VCの析出は圧延時の変形抵抗を高くするため、これもまた安定した製造を困難にするものであった。

この発明は、このような従来技術の問題点を有利に解決した、 $TS \geq 440\text{MPa}$ であつ平均 r 値 ≥ 1.2 を有する深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を提案することを目的とし、 $TS \geq 500\text{MPa}$ 、あるいはさらに $TS \geq 590\text{MPa}$ という高強度であつても平均 r 値 ≥ 1.2 という高 r 値を有する深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。

この発明は、上記のような課題を解決すべく鋭意検討を進めたところ、特別な或いは過剰な合金成分や設備を用いることなく、0.010～0.050 質量%というC含有量の範囲で、このC含有量との関係でNb含有量を規制することで、平均 r 値が 1.2 以上で深絞り性に優れ、かつフェライト相と、マルテンサイト相を含む鋼組織をもつ高強度鋼板を得ることに成功した。

すなわち、この発明の要旨は以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.010～0.050%

Si : 1.0%以下

Mn : 1.0～3.0%

P : 0.005～0.1%

S : 0.01%以下

Al : 0.005～0.5%

N : 0.01%以下

Nb : 0.01～0.3%

を含有し、かつ、鋼中の Nb および C の含有量が、

$(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$ (式中の Nb、C は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満たし、残部は実質的に Fe および不可避免的不純物からなる成分組成を有するとともに、面積率で 50% 以上のフェライト相と、面積率で 1% 以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、平均 r 値が 1.2 以上であることを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

(2) 前記鋼板は、鋼板 1/4 板厚位置における板面に平行な (222) 面、(200) 面、(110) 面および (310) 面の各 X 線回折積分強度比が、

$P_{(222)} / \{P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)}\} \geq 1.5$ (式中の $P_{(222)}$ 、 $P_{(200)}$ 、 $P_{(110)}$ および $P_{(310)}$ は、各々鋼板 1/4 板厚位置における板面に平行な (222) 面、(200) 面、(110) 面および (310) 面の各 X 線回折積分強度比) なる関係を満足することを特徴とする上記 (1) に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(3) 上記組成に加えて、さらに Mo、Cr、Cu および Ni のうち 1 種または 2 種以上を合計で 0.5 質量% 以下含有することを特徴とする上記 (1) または (2) に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(4) 上記組成に加えて、さらに Ti : 0.1 質量% 以下を含有し、かつ、鋼中の Ti、S および N の含有量が、

$(\text{Ti}/48) / \{(\text{S}/32) + (\text{N}/14)\} \leq 2.0$ (式中の Ti、S、N は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満足することを特徴とする上記 (1)、(2) または (3) に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(5) 表面にめっき層を有することを特徴とする上記 (1) ~ (4) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

(6) 質量%で、

C : 0.010 ~ 0.050 %

Si : 1.0 % 以下

Mn : 1.0 ~ 3.0 %

P : 0.005 ~ 0.1 %

S : 0.01%以下

Al : 0.005~0.5%

N : 0.01%以下

Nb : 0.01~0.3%

を含有し、かつ、鋼中の Nb および C の含有量が、

$(Nb/93)/(C/12)=0.2\sim0.7$ (式中の Nb、C は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを熱間圧延にて仕上圧延出側温度：800℃以上とする仕上圧延を施し、巻取温度：400~720℃で巻取り、熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し、冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に焼鈍温度：800~950℃で焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から500℃までの温度域の平均冷却速度：5℃/s 以上として冷却する冷延板焼鈍工程とを有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(7) 質量%で、

C : 0.010~0.050%

Si : 1.0%以下

Mn : 1.0~3.0%

P : 0.005~0.1%

S : 0.01%以下

Al : 0.005~0.5%

N : 0.01%以下

Nb : 0.01~0.3%

を含有し、かつ、鋼中の Nb および C の含有量が、

$(Nb/93)/(C/12)=0.2\sim0.7$ (式中の Nb、C は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを熱間圧延して、平均結晶粒径が 8 μ m 以下である熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し、冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に、焼鈍温度：800~950℃で焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から 500℃までの温度域の平均冷却速度：5℃/s 以上として

冷却する冷延板焼鈍工程とを有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(8) 鋼スラブが、上記組成に加えて、さらに Mo、Cr、Cu および Ni のうち 1 種または 2 種以上を合計で 0.5 質量%以下含有することを特徴とする上記 (6) または (7) に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(9) 鋼スラブが、上記組成に加えて、さらに Ti:0.1 質量%以下を含有し、かつ、鋼中の Ti、S および N の含有量が、

$$(Ti/48) / \{ (S/32) + (N/14) \} \leq 2.0$$
 (式中の Ti、S、N は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満足することを特徴とする上記 (6)、(7) または (8) に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(10) 上記冷延板焼鈍工程の後の鋼板表面にめっき層を形成するめっき処理工程をさらに有することを特徴とする上記 (6) ~ (9) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

この発明は、C 含有量が 0.010~0.050 質量%の範囲において、従来の極低炭素 IF 鋼のように深絞り性に悪影響を及ぼす固溶 C の低減を徹底せずに、マルテンサイト形成に必要な程度の固溶 C を残存させた状態下にもかかわらず、深絞り成形性に好ましい集合組織を発達させて平均 r 値 ≥ 1.2 を確保して良好な深絞り性を有するとともに、鋼組織をフェライト相と、マルテンサイト相を含む第 2 相とを有する複合組織とすることで、TS440MPa 以上、より好ましくは TS500MPa 以上、さらに好ましくは TS590MPa 以上の高強度化を達成したものである。

この理由については、必ずしも明らかではないが、次のように考えられる。

従来軟鋼板においては、冷間圧延および再結晶前の固溶 C を極力低減することや熱延板組織を微細化することなどが、{111}再結晶集合組織を発達させて、高 r 値化するための有効な手段とされてきた。一方、前述のような DP 鋼板では、マルテンサイト形成に必要な固溶 C を必要とするため、母相の再結晶集合組織が発達せず r 値が低かった。しかしながら、本発明では、母相であるフェライト相の {111}再結晶集合組織の発達と、マルテンサイト相の形成の双

方を可能にする絶妙の好成分範囲が存在することを新たに見出した。すなわち、従来の DP 鋼板（低炭素鋼レベル）よりも C 量を低減しつつ、極低炭素鋼よりは C 量が多いという、0.010～0.050 質量%の C 含有量とし、加えて、この C 含有量に合わせて適切な Nb 添加を行なうことで、{111}再結晶集合組織をはじめとする深絞り成形性に好ましい集合組織の発達と、マルテンサイト相の形成の双方を同時に達成できることを新たに見出した。

従来から知られているように、Nb は再結晶遅延効果があるため、熱間圧延時の仕上温度を適切に制御することで熱延板組織を微細化することが可能であり、さらに鋼中において Nb は高い炭化物形成能を有している。

本発明では、特に、熱延仕上温度を A_r 変態点直上の適正な範囲にして熱延板組織を微細化する以外に、熱間圧延後のコイル巻取温度も適正に設定することで、熱延板中に NbC を析出させ、冷間圧延前および再結晶前の固溶 C の低減を図っている。

ここで、Nb 含有量と C 含有量が、 $(Nb/93)/(C/12)=0.2\sim0.7$ を満たすように設定することで、敢えて NbC として析出しない C を存在させている。

従来このような C の存在が {111}再結晶集合組織の発達を阻害するとされてきたが、本発明では、全 C 含有量を NbC として析出固定せず、マルテンサイト相の形成に必要な固溶 C が存在しながらも高 r 値化を達成できる。

この理由は定かではないが、本発明範囲においては固溶 C の存在による {111}再結晶集合組織形成に対する負の要因よりも、熱延板組織を微細化するという正の要因の方が大きいと考えられる。また、NbC の析出は、{111}再結晶集合組織の形成を妨げるとされている固溶 C の析出固定だけでなくセメンタイトの析出を抑える効果もある。特に粒界の粗大なセメンタイトは r 値を低下させるが、Nb は粒内に比べ粒界の拡散が速いことから、粒界に粗大なセメンタイトが析出するのを阻害する効果があると考えられる。また、冷間圧延時には、粒内（マトリックス中）に微細に析出した NbC の存在によりマトリックスが硬質化し、マトリックスに比べて相対的に軟質となる粒界近傍に歪が蓄積されやすくなり、粒界からの {111}再結晶粒の発生を促進するという効果も推測される。特に、マトリックス中に NbC を析出させることの効果は、

従来の極低炭素鋼程度のC含有量では有効ではなく、本発明のC含有量の適正範囲（0.010～0.050 質量%）において初めてその効果を発揮するものと推測され、このC含有量の適正範囲を見出したことが本発明の技術思想の基盤となっている。

そして、NbC以外のC、その存在形態はおそらくセメンタイト系炭化物或いは固溶Cであると推測されるが、これらNbCとして固定されなかったCの存在により、焼鈍工程における冷却時にマルテンサイト相を形成可能とし高強度化にも成功したのである。

この発明の製造方法によれば、従来技術に対し、製鋼工程においては極低炭素鋼とするための脱ガス工程が不要であること、また固溶強化を利用するための過剰な合金元素の添加も不要でありコスト的にも有利である。さらに、合金コストおよび圧延負荷を高めるVのような特別な元素の添加も必要ない。

図面の簡単な説明

図1は、作製した種々の本発明鋼板と比較鋼板について、平均 r 値と $P_{(222)} / \{P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)}\}$ の値を算出し、これら算出した値に基づいてプロットした図である。

図2（a）は、熱延板をナイトール液に浸漬して表面を腐食させたときの光学顕微鏡写真であって、本発明の適正範囲を満たさない比較例である。

図2（b）は、熱延板をナイトール液に浸漬して表面を腐食させたときの光学顕微鏡写真であって、本発明の適正範囲を満たさない比較例である。

図3（a）は、熱延板をナイトール液に浸漬して表面を腐食させたときの光学顕微鏡写真であって、本発明の適正範囲を満たす本発明例である。

図3（b）は、熱延板をナイトール液に浸漬して表面を腐食させたときの光学顕微鏡写真であって、本発明の適正範囲を満たす本発明例である。

発明を実施するための最良の形態

以下に本発明を詳細に説明する。

なお、元素の含有量の単位はいずれも「質量%」であるが、以下、特に断らない限り、単に「%」で示す。

まず、本発明の高強度鋼板の成分組成を限定した理由について説明する。

C : 0.010~0.050%

Cは、後述のNbとともに本発明における重要な元素である。Cは、高強度化に有効であり、フェライト相を主相としマルテンサイト相を含む第2相を有する複合組織の形成を促進する。C含有量が0.010%未満では、マルテンサイト相の形成が困難となり、本発明では複合組織形成の観点から、Cを0.010%以上含有する必要がある。好ましくは、0.015%以上とする。特に、TS500MPa以上といった高強度を得るためには、複合組織を形成するとともに固溶強化元素であるSi, Mn, P等で調整することも勿論可能であるが、複合組織鋼板である本発明鋼の特長を活かす観点から、主にC量で調整することがもっとも望ましい。その場合、C量を0.020%以上とすることが好ましく、さらにTS590MPa以上を得るためには0.025%以上含有させることが望ましく、その際のNbとの関係は

$$(Nb/93) / (C/12) = 0.2 \sim 0.7$$

より好ましくは

$$(Nb/93) / (C/12) = 0.2 \sim 0.5$$

を満足することが好ましい。

しかしながら、0.050%を超えるCの含有は、従来の低炭素鋼板同様、集合組織の発達を妨げ、良好なr値が得られなくなることから、Cの上限は0.050%とする。

Si : 1.0%以下

Siは、フェライト変態を促進させ、未変態オーステナイト中のC含有量を上昇させてフェライト相とマルテンサイト相の複合組織を形成させやすくする他、固溶強化の効果がある。上記効果を得るためには、Siは0.01%以上含有することが好ましく、さらに好ましくは0.05%以上とする。一方、Siを1.0%を超えて含有すると、熱間圧延時に赤スケールと称される表面欠陥が発生するため、鋼板とした時の表面外観を悪くするため、1.0%以下とする。

また、熔融亜鉛めっき（合金化を含む）を施す場合には、めっきの濡れ性を悪くしてめっきむらの発生を招き、めっき品質が劣化するので、熔融亜鉛めっきを施す場合、Si 含有量は低減することが好ましく、0.7%以下とすることが好ましい。

Mn : 1.0~3.0%

Mn は、高強度化に有効であるとともに、マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を低くする作用があり、焼鈍後の冷却時にマルテンサイト相の形成を促すため、要求される強度レベルおよび焼鈍後の冷却速度に応じて含有するのが好ましく、また、Mn は、S による熱間割れを防止するのに有効な元素でもある。このような観点から、Mn は 1.0%以上含有する必要がある、好ましくは 1.2%以上とする。一方、3.0%を超える過度の Mn を含有することは、r 値および溶接性を劣化させるので、Mn 含有量の上限は 3.0%とする。

P : 0.005~0.1%

P は、固溶強化の効果がある元素である。しかしながら、P 含有量が 0.005%未満では、その効果が現れないだけでなく、製鋼工程において脱りんコストの上昇を招く。したがって、P は 0.005%以上含有するものとし、好ましくは 0.01%以上含有する。一方、0.1%を超える過剰な P の含有は、P が粒界に偏析し、耐二次加工脆性および溶接性を劣化させる。また、熔融亜鉛めっき鋼板とする際には、熔融亜鉛めっき後の合金化処理時に、めっき層と鋼板の界面における鋼板からめっき層への Fe の拡散を抑制し、合金化処理性を劣化させる。そのため、高温での合金化処理が必要となり、得られるめっき層は、パウダリング、チッピング等のめっき剥離が生じやすいものとなる。従って、P 含有量の上限は 0.1%とする。

S : 0.01%以下

S は、不純物であり、熱間割れの原因になる他、鋼中で介在物として存在し鋼板の諸特性を劣化させるので、できるだけ低減する必要がある。具体的には、S 含有量は、0.01%までは許容できるため、0.01%以下とする。

Al : 0.005~0.5%

Al は、鋼の固溶強化、脱酸元素として有用である他、不純物として存在する固溶Nを固定して耐常温時効性を向上させる作用がある。さらに、Al はフェライト生成元素として、 α - γ 2相域の温度調整成分としても有用である。かかる作用を発揮させるためには、Al 含有量は 0.005%以上とする必要がある。一方、0.5%を超える Al の含有は、高合金コストを招き、さらに表面欠陥を誘発するので、Al 含有量の上限を 0.5%とする。より好ましくは 0.1%以下である。

N:0.01%以下

Nは耐常温時効性を劣化させる元素であり、できるだけ低減することが好ましい元素である。N含有量が多くなると耐常温時効性が劣化し、固溶Nを固定するために多量の Ti や Al 添加が必要となるため、できるだけ低減することが好ましいが、N含有量は 0.01%程度までは許容できるため、N含有量の上限を 0.01%とする。

Nb : 0.01~0.3%、かつ $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$

Nb は、本発明において最も重要な元素であり、熱延板組織の微細化および熱延板中に NbC として C を析出固定させる作用を有し、高 r 値化に寄与する元素である。このような観点から Nb は 0.01%以上含有する必要がある。一方、本発明では、焼鈍後の冷却過程でマルテンサイト相を形成させるための固溶 C を必要とするが、0.3%を超える過剰の Nb 含有は、これを妨げることになるので、Nb 含有量の上限を 0.3%とする。

また、Nb 含有の効果を奏するには、特に Nb 含有量（質量%）と C 含有量（質量%）が、 $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$ （ただし、式中の Nb、C は各々の元素の含有量）の範囲を満足するように、Nb と C を含有させることが必要である。なおここで $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12)$ は Nb と C の原子濃度比を表している。 $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12)$ が 0.2 未満では、Nb による熱延板微細化効果が低くなると共に、特に C 含有量が高い範囲では固溶 C の存在量が多くなり、高 r 値化に有効な再結晶集合組織の形成を阻害する。また、 $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12)$ が 0.7 を超えると、マルテンサイト相を形成するのに必要な C 量を鋼中

に存在させることを妨げるので、最終的にマルテンサイト相を含む第2相を有する組織が得られない。

したがって、Nb含有量を0.01~0.3%とし、さらにNb含有量とC含有量が、 $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$ を満足するようにNbとCを含有させることとする。なお、より好ましくは $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.5$ を満足するようにNbとCを含有させる。

以上が本発明の高強度鋼板の基本組成である。

なお、本発明では、上記した組成に加えてさらに下記に示すMo、Cr、CuおよびNiのうち1種または2種以上、および/またはTiを含有させてもよい。

Mo、Cr、CuおよびNiのうち1種または2種以上を合計で0.5%以下

Mo、Cr、CuおよびNiは、Mnと同様、マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を低くする作用をもち、焼鈍後の冷却時にマルテンサイト相の形成を促す元素であり、強度レベル向上に効果がある。しかしながら、これら1種または2種以上の元素の合計で0.5%を超える過剰な添加は、その効果が飽和するだけでなく、高価な成分によるコストの上昇を招くことから、これら1種または2種の元素の合計含有量の上限は0.5%とすることが好ましい。

Ti: 0.1%以下、かつ鋼中のTiとSとNの含有量が $(\text{Ti}/48) / \{ (\text{S}/32) + (\text{N}/14) \} \leq 2.0$

Tiは、Alと同等或いはAl以上に固溶Nの析出固定に効果がある元素であり、この効果を得るためには0.005%以上含有することが好ましい。しかしながら、0.1%を超える過剰の添加は、コストの上昇を招くばかりか、TiCの形成によりマルテンサイト相の形成に必要な固溶Cを鋼中に残すことを妨げる。したがって、Ti含有量は、0.1%以下とすることが好ましい。

また、Tiは鋼中でSおよびNと優先的に結合し、次いでCと結合する。鋼中での介在物の形成等によるTiの歩留まり低下を考慮すると、 $(\text{Ti}/48) / \{ (\text{S}/32) + (\text{N}/14) \}$ が2.0を超えるTi添加量では、S、Nを固定するというTi添加の効果は飽和し、かえってTiCの形成を促進して鋼中に固溶Cを残すことを妨げるという弊害が大きくなる。したがって、Ti含有量は鋼

中で優先的に結合するSおよびNの含有量との関係で、 $(Ti/48) / \{ (S/32) + (N/14) \} \leq 2.0$ を満足することが好ましい。なお、ここで該関係式中のTi、S、Nは各々の元素の含有量（質量％）である。

本発明では、上記した成分以外の残部は実質的に鉄および不可避免的不純物の組成とすることが好ましい。

なお、通常の鋼組成範囲内であれば、B、Ca、REM等を含有しても何ら問題はない。例えば、Bは、鋼の焼入性を向上する作用をもつ元素であり、必要に応じて含有できる。しかし、B含有量が0.003％を超えるとその効果が飽和するため、0.003％以下とすることが好ましい。

また、CaおよびREMは、硫化物系介在物の形態を制御する作用をもち、これにより、鋼板の諸特性の劣化を防止する。このような効果は、CaおよびREMのうちから選ばれた1種または2種の含有量が合計で0.01％を超えると飽和する傾向があるので、これ以下とすることが好ましい。

なお、その他の不可避免的不純物としては、例えばSb、Sn、Zn、Co等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲としては、Sb：0.01％以下、Sn：0.1％以下、Zn：0.01％以下、Co：0.1％以下の範囲である。

そして、本発明の高強度鋼板は、上記鋼組成を有することに加えて、面積率で50％以上のフェライト相と、面積率で1％以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、平均 r 値が1.2以上であることが必要である。

(1) 面積率で50％以上のフェライト相と、面積率で1％以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有すること

本発明の高強度鋼板は、良好な深絞り性を有し、引張強さ ≥ 440 MPaの鋼板とするために、面積率で50％以上のフェライト相と、面積率で1％以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有する鋼板、いわゆる複合組織鋼板であることが必要である。特に、本発明では、50％以上の面積率を占めるフェライト相を、深絞り成形性に好ましい集合組織が発達した組織とすることによって、平均 r 値 ≥ 1.2 を達成することができる。フェライト相が少なくなり、面積率で50％未満となると、良好な深絞り性を確保することが困難となり、プレス成形性が低下する傾向がある。なお、フェライト相は、面積率で70％以上と

することが好ましく、また、複合組織の利点を利用するため、フェライト相は面積率で 99% 以下とするのが好ましい。

ここで、「フェライト相」とは、ポリゴナルフェライト相のほか、オーステナイト相から変態した転位密度の高いベイニチックフェライト相を含む。

また、本発明では、マルテンサイト相が存在することが必要であり、マルテンサイト相を面積率で 1 % 以上含有する必要がある。マルテンサイト相が 1 % 未満では、 $TS \geq 440\text{MPa}$ を確保することが困難となり、良好な強度延性バランスを得ることが難しい。なお、マルテンサイト相は、3 % 以上とすることが好ましい。

加えて、上記したフェライト相、マルテンサイト相の他に、パーライト相、ベイナイト相あるいは残留オーステナイト (γ) 相などを含んだ組織としてもよい。なお、上記したフェライト相とマルテンサイト相の効果を十分に得るためには、フェライト相の面積率とマルテンサイト相の面積率の合計を 80 % 以上とすることが好ましい。

(2) 平均 r 値が 1.2 以上であること

本発明の高強度鋼板は、上記成分組成および鋼組織を満足するとともに、平均 r 値が 1.2 以上を満足するものである。

ここで、「平均 r 値」とは、JIS Z 2254 で求められる平均塑性ひずみ比を意味し、以下の式から算出される値である。

$$\text{平均 } r \text{ 値} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$$

なお、 r_0 、 r_{45} および r_{90} は、試験片を板面の圧延方向に対し、それぞれ 0° 、 45° および 90° 方向に採取し測定した塑性ひずみ比である。

本発明の高強度鋼板は、上記成分、鋼ミクロ組織および特性を満足すると共に、集合組織として、鋼板 1/4 板厚位置における X 線回折により求めた、板面に平行な (222) 面、(200) 面、(110) 面および (310) 面の各積分強度比 $P_{(222)}$ 、 $P_{(200)}$ 、 $P_{(110)}$ 、 $P_{(310)}$ が、 $P_{(222)} / \{P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)}\} \geq 1.5$ を満足することが好ましく、より好ましくは $P_{(222)} / \{P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)}\} \geq 2.0$ とする。

図 1 は、作製した種々の本発明鋼板と比較鋼板について、 r 値と $P_{(222)} / \{P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)}\}$ の値を算出し、これら算出した値に基づいてプロットしたときのものである。

従来、板面が $\{111\}$ 面に平行な集合組織をもつ場合は r 値が高いが、 $\{110\}$ 面や $\{100\}$ 面に平行な集合組織では r 値が低いことが知られている。

本発明鋼板における r 値と集合組織の相関について鋭意研究を進めたところ、詳細はまだ明らかではないが、 (310) 面は少ないながらも $\{100\}$ 、 $\{110\}$ 面同様、 r 値を低下させる集合組織であり、これを低減することが高 r 値化に寄与することを見出した。これは、詳細は明らかではないが、Nb 添加により熱延時の未再結晶 γ 域での圧下率が高いことや、前述した微細な NbC の析出、および NbC として析出固定されない C の存在などが、 (310) 面低減に寄与していると考えられる。

なお、 $\{111\}$ 集合組織とは、鋼板面垂直方向に結晶の $\langle 111 \rangle$ 方向が向いていることを言う。結晶学および Bragg の反射条件から、体心立方構造である α -Fe の場合、 $\{111\}$ 面の回折としては、 (111) 面では起こらず、 (222) 面で起こる為、X線回折積分強度比としては (222) 面の値 ($P_{(222)}$) を用いた。 (222) 面は、鋼板板面垂直方向には $[222]$ 方向が向いているので、実質 $\langle 111 \rangle$ 方向と同じ方向である。よって (222) 面の強度比が高いことは、 $\{111\}$ 集合組織が発達していることに対応する。 $\{100\}$ 面に対しても同様の理由から、 (200) 面の値 ($P_{(200)}$) を用いた。

ここで、X線回折積分強度比とは、無方向性標準試料（不規則試料）の X線回折積分強度を基準としたときの相対的な強度である。X線回折は、角度分散型、エネルギー分散型のいずれでもよく、X線源は特性 X線でも白色 X線でもよい。測定面は、 α -Fe の主要回折面である (110) から (420) までの 7 面から 10 面を測定することが望ましい。また、鋼板 1/4 板厚位置とは、具体的には、鋼板表面から測定して、鋼板の板厚の 1/8～3/8 の範囲を指し、X線回折は、この範囲の任意の面で行えばよい。

本発明の高強度鋼板は、冷延鋼板の他、電気めっきあるいは溶融亜鉛めっきなどの表面処理を施してめっき層を有する鋼板、いわゆるめっき鋼板等をも

含むものである。ここで、「めっき」とは、純亜鉛めっきの他、亜鉛を主成分として合金元素を添加した亜鉛系合金めっき、あるいは純 Al めっきの他、Al を主成分として合金元素を添加した Al 系合金めっきなど、従来から鋼板表面に施されているめっき層も含む。

次に、本発明の高強度鋼板の好ましい製造方法について説明する。

本発明の製造方法に用いられる鋼スラブの組成は、上述した鋼板の組成と同様であるので、鋼スラブの限定理由の記載は省略する。

本発明の高強度鋼板は、上記した範囲内の組成を有する鋼スラブを素材とし、該素材に熱間圧延を施し熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に再結晶と複合組織化を達成する冷延板焼鈍工程とを順次経ることにより製造できる。

本発明では、まず、鋼スラブを熱間圧延にて仕上圧延出側温度を 800℃以上とする仕上圧延を施し、巻取温度：400～720℃で巻取り、熱延板とする（熱間圧延工程）。

本発明の製造方法で使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止すべく連続 casting 法で製造することが望ましいが、造塊法や薄スラブ casting 法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造した後、いったん室温まで冷却し、その後、再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のままで加熱炉に装入し、熱間圧延する直送圧延、或いはわずかの保熱を行なった後に直ちに熱間圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

スラブ加熱温度は、析出物を粗大化させることにより、{111}再結晶集合組織を発達させて深絞り性を改善するため、低い方が望ましい。しかし、加熱温度が 1000℃未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延時におけるトラブル発生の危険性が増大するので、スラブ加熱温度は 1000℃以上にすることが好ましい。なお、酸化重量の増加に伴うスケールロスが増大などから、スラブ加熱温度の上限は 1300℃とすることが好適である。

上記条件で加熱された鋼スラブに粗圧延および仕上圧延を行う熱間圧延を施す。ここで、鋼スラブは粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件は特に規定する必要はなく、常法に従って行なえばよい。また、スラブ加

熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点からは、シートバーを加熱する、いわゆるシートバーヒーターを活用することが好ましい。

次いで、シートバーを仕上圧延して熱延板とする。このとき、仕上圧延出側温度 (FT) は 800℃以上とする。これは、冷間圧延および焼鈍後に優れた深絞り性が得られる微細な熱延板組織を得るためである。FT が 800℃未満では、熱間圧延時の負荷が高くなると共に、熱延板組織に加工回復 (フェライト粒) 組織が残留しやすくなり、これは、冷延焼鈍後に {111} 集合組織の発達を妨げる。従って、FT は、800℃以上とする。なお、FT が 980℃を超えると、組織が粗大化し、これもまた冷延焼鈍後の {111} 再結晶集合組織の形成および発達を妨げる傾向があることから、高 r 値を得る観点から、FT の上限を 980℃とすることが好ましい。さらに好ましくは、 A_{r3} 変態点直上である未再結晶 γ 域での圧下率をできるだけ高くすることにより、冷延焼鈍後に高 r 値化に好ましい集合組織を形成させることができる。

また、熱間圧延時の圧延荷重を低減するため、仕上圧延の一部または全部のパス間で潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行なうことは、鋼板形状の均一化や材質の均質化の観点から有効である。潤滑圧延の際の摩擦係数は、0.10～0.25 の範囲とするのが好ましい。さらに、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることも好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

コイル巻取温度 (CT) は、400～720℃の範囲とする。この温度範囲が熱延板中に NbC を析出させるのに適正な温度範囲である。CT が 720℃を超えると、結晶粒が粗大化し、強度低下を招くとともに冷延焼鈍後の高 r 値化を妨げることになる。また CT が 400℃未満となると、NbC の析出が起こりにくくなり、高 r 値化に不利となる。なお、CT は、好ましくは 550～680℃とする。

上記の熱間圧延工程を施すことにより、平均結晶粒径が 8 μm 以下である熱延鋼板とすることができる。すなわち、本発明の高強度鋼板は、上記した範囲内の組成を有し、平均結晶粒径が 8 μm 以下である熱延板を素材とし、該熱

延板に冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に再結晶と複合組織化を達成する冷延板焼鈍工程とを順次経ることにより製造できる。

熱延板の組織が平均結晶粒径で $8\mu\text{m}$ 以下であること

従来軟鋼板においては、熱延板の結晶粒径を微細化するほど、 r 値を高める効果があることが知られている。

図 2 (a)、図 2 (b) および図 3 (a)、図 3 (b) は、ナイトール腐食させた熱延鋼板の光学顕微鏡写真である。ナイトール液は 3% 硝酸アルコール溶液 ($3\% \text{HNO}_3 - \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) であり、10~15s 腐食した。

ここで、図 2 (a) は、0.033% C で Nb 無添加であり、熱延板の平均結晶粒径： $8.9\mu\text{m}$ 、冷延焼鈍して得られた鋼板の平均 r 値：0.9、図 2 (b) は、0.035% C - 0.015% Nb { $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.06$ } であり、熱延板の平均結晶粒径： $5.9\mu\text{m}$ 、冷延焼鈍して得られた鋼板の平均 r 値：1.0、図 3 (a) は、0.035% C - 0.083% Nb { $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.31$ } であり、熱延板の平均結晶粒径： $5.6\mu\text{m}$ 、冷延焼鈍して得られた鋼板の平均 r 値：1.3、図 3 (b) は、0.035% C - 0.072% Nb { $(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.27$ } であり、熱延板の平均結晶粒径： $2.8\mu\text{m}$ 、冷延焼鈍して得られた鋼板の平均 r 値：1.5 であり、図 3 (a) および図 3 (b) が本発明の成分組成の熱延鋼板である。なお、製造条件他は後述する表 1 および表 2 に詳述する。

図 2 (a) は、成分的に本発明鋼を外れる Nb 無添加鋼で、熱延板の平均結晶粒径が $8\mu\text{m}$ 以上となっており、 r 値も低い。図 2 (b) は、Nb 添加により熱延板組織が微細化されているものの、Nb/C の比が本発明の範囲から外れているため、効果が発揮されず、 r 値が低い。図 3 (a) および図 3 (b) は本発明鋼であり、熱延板組織が微細化し、高 r 値化している。

熱延板組織は、Nb 添加により、粒界としてはナイトール液により通常通り深く腐食される線 (1) とともに、腐食が浅い線 (2) も存在するようになる。

本発明では、粒径を測定する際、上記の線 (1) と線 (2) を粒界として結晶粒径を測定した。

結晶粒径は一般に傾角が 15° 以上を、いわゆる、大傾角粒界、傾角 15° 未満を、いわゆる小傾角粒界と呼ぶことが多い。上記腐食が浅い線 (2) を

EBSP(Electron Back Scatter Diffraction Pattern)解析したところ、この腐食が浅い線(2)は、傾角が 15° 未満のいわゆる小傾角粒界であることがわかった。本発明においては、熱延板中にこの傾角 15° 未満の、いわゆる、小傾角粒界、すなわち上記の線(2)が多数存在することが特徴的であり、この上記線(1)および線(2)の双方を粒界として粒径を測定した結果、その平均結晶粒径が $8\mu\text{m}$ を超えでは、本発明の高強度鋼板の高 r 値化への効果が現れず、平均結晶粒径を $8\mu\text{m}$ 以下に微細化することで、平均 r 値1.2以上という高 r 値化に効果が現れることが判った。したがって熱延板の平均結晶粒径は $8\mu\text{m}$ 以下とする。

なお、本発明鋼の組織をEBSP解析したところ、上記の線(1)と線(2)を粒界として結晶粒径を測定するということは、 5° 以上の傾角をもつ結晶粒境界を粒界と見なして粒径測定することに相当することを確認した。

このことから、詳細は定かではないが、本発明における粒界からの深絞り成形性に好ましい再結晶核発生の促進には、 5° 以上の傾角が有効であることが推測される。

なお、結晶粒径の測定方法としては、圧延方向に平行な板厚断面(L断面)について光学顕微鏡を用いて微視組織を撮像し、JIS G 0552 或いは ASTM に準じた切断法により試料面上での結晶粒の平均の切片長さ $l(\mu\text{m})$ を求め、

(ASTM) 公称粒径 $d_n = 1.13 \times l$ として平均結晶粒径を求めればよく、この他 EBSP 等の装置を用いて求めてもよい。

なお、本発明では上記平均粒径の切片長さは、圧延方向に平行な板厚断面について、光学顕微鏡で微視組織を撮像し、JISG0552 に準じた切断法により求めた。すなわち、撮像した微視組織写真を用い、JISG0552 に準じて圧延方向およびこれに垂直方向に対してそれぞれ一定長さの線分で切断されるフェライト結晶粒の数を測定し、線分の長さをその線分で切断されるフェライト結晶粒の数で除した値をそれぞれの方向の切片長さとして求め、これらの平均(相加平均)値をここでの結晶粒の平均の切片長さ $l(\mu\text{m})$ とした。

さらに、本発明鋼は、熱延板段階において、全C含有量のうち15%以上をNbCとして析出固定していることが望ましい。すなわち、熱延板段階におい

て、NbC として析出固定される C 量が鋼中の全 C 量に占める割合を 15% 以上とすることが望ましい。

NbC として析出固定される C 量が鋼中の全 C 量に占める割合（以下、単に「析出固定される C 量の割合」という。）とは、熱延板を化学分析（抽出分析）して得られる析出 Nb 量から次式にて算出される値である。

$$[C]_{fix} = 100 \times 12 \times ([Nb^*] / 93) / [C]_{total}$$

ここで、鋼中に Ti を含有しない場合、Nb は NbN を形成するため、

$$[Nb^*] = [Nb] - (93 [N] / 14)、[Nb^*] > 0$$

一方、鋼中に Ti を含有する場合、N は優先的に TiN を形成するので

$$[Nb^*] = [Nb] - (93 [N^*] / 14)$$

なお、式中、

$$[N^*] = [N] - (14 [Ti^*] / 48)、[N^*] > 0$$

$$[Ti^*] = [Ti] - (48 [S] / 32)、[Ti^*] > 0$$

$[C]_{fix}$ は析出固定される C 量の割合（%）、

$[C]_{total}$ は、鋼中の全 C 含有量（質量%）、

$[Nb]$ 、 $[N]$ 、 $[Ti]$ 、 $[S]$ は、それぞれ析出 Nb、析出 N、析出 Ti、析出 S 量（質量%）である。

前述したように、冷間圧延および再結晶前の段階で固溶 C を低減することは、高 r 値化のために有効であるとともに、析出した NbC の存在により高 r 値化が促進される。本発明では、NbC として析出固定される C 量が鋼中の全 C 含有量の 15% 以上でその効果が現れる。なお、全体の C 含有量に占める析出固定される C 量の割合の上限は、前述した Nb の適正範囲の上限 ($Nb/93$) / ($C/12$) = 0.7 以内の Nb 含有量であれば問題なく、高 r 値化と焼鈍後のマルテンサイト相の形成が両立される。

次いで、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする（冷間圧延工程）。

ここで熱延板はスケールを除去するために冷間圧延前に酸洗を行うことが好ましい。酸洗は通常の条件にて行なえばよい。冷間圧延条件は、所望の寸法形状の冷延板とすることができればよく、特に限定されないが、冷間圧延時の圧下率は少なくとも 40% 以上とすることが好ましく、より望ましくは 50% 以

上とする。高 r 値化には高冷延圧下率が一般に有効であり、圧下率が40%未満では、{111}再結晶集合組織が発達しにくく、優れた深絞り性を得ることが困難となる。一方、この発明では冷間圧下率を90%までの範囲で高くするほど r 値が上昇するが、90%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、冷間圧延時のロールへの負荷も高まるため、上限を90%とすることが好ましい。

次に、上記冷延板に焼鈍温度：800℃以上950℃以下で焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から500℃までの温度域の平均冷却速度：5℃/s以上として冷却する（冷延板焼鈍工程）。

上記焼鈍は、本発明で必要とする冷却速度を確保するため、連続焼鈍ラインあるいは連続溶融亜鉛めっきラインで行なう連続焼鈍とすることが好ましく、800～950℃の温度域で行なう必要がある。本発明においては、焼鈍の際の最高到達温度である焼鈍温度を、800℃以上とすることで、 α - γ 2相域、すなわち、冷却後にフェライト相とマルテンサイト相を含む組織が得られる温度以上、かつ再結晶温度以上にすることができる。焼鈍温度が800℃未満では冷却後に十分なマルテンサイト相の形成がなされなかったり、あるいは、再結晶が完了せずフェライト相の集合組織を調整できず高 r 値化が図れないため、焼鈍温度は800℃以上とする。一方、950℃を超える高温では、再結晶粒が著しく粗大化し、特性が著しく劣化するため、焼鈍温度は950℃以下とする。

また上記焼鈍時の昇温速度、特に300℃から700℃までの昇温速度は、本発明鋼板の場合、1℃/s未満であると、再結晶前に回復により歪みエネルギーが解放されることで再結晶の駆動力を減少させてしまう傾向にあるので、300℃から700℃までの平均で1℃/s以上とすることが好ましい。なお、昇温速度の上限は特に規定する必要はなく、現状の設備では、300℃から700℃までの平均の昇温速度の上限は、概ね50℃/s程度である。700℃から焼鈍温度までは、再結晶集合組織形成の観点から、好ましくは0.1℃/s以上で昇温させる。一方、700℃から焼鈍均熱温度（焼鈍到達温度）までを20℃/s以上で昇温させると、未再結晶部からの変態、あるいは未再結晶のまま変態が進みやすく、集合組織形成の点で不利になりやすいため、20℃/s以下の昇温速度で加熱することが好ましい。

上記焼鈍後の冷却速度は、マルテンサイト相の形成の観点から、焼鈍温度から 500℃までの温度域の平均冷却速度を 5℃/s 以上として冷却する必要がある。該温度域の平均冷却速度が 5℃/s 未満だとマルテンサイト相が形成されにくくフェライト単相組織となり組織強化が不足することになる。

本発明では、マルテンサイト相を含む第 2 相の存在が必須であることから、500℃までの平均冷却速度が臨界冷却速度以上であることが必要であり、これを達成するためには 5℃/s 以上とすることで満足される。500℃未満の冷却については、特に限定しないが、引き続き、望ましくは 300℃まで 5℃/s 以上の平均冷却速度で冷却することが好ましく、過時効処理を施す場合は、過時効処理温度までを平均冷却速度が 5℃/s 以上になるようにすることが好ましい。

なお、上記冷却速度は、マルテンサイト相形成の観点から、上限は特に規定する必要はなく、ロール冷却やガスジェット冷却の他、水焼入設備等を用いて冷却してもよい。

また、上記冷延板焼鈍工程の後に電気めっき処理、あるいは溶融めっき処理などの表面処理を施し、鋼板表面にめっき層を形成しても良い。

例えば、めっき処理として、自動車用鋼板に多く用いられる溶融亜鉛めっき処理を行う際には、上記焼鈍を連続溶融亜鉛めっきラインにて行い、焼鈍後の冷却に引き続いて溶融亜鉛めっき浴に浸漬して、表面に溶融亜鉛めっき層を形成すればよく、この場合、溶融亜鉛めっき浴から出た後、300℃までの平均冷却速度が 5℃/s 以上となるように冷却することが好ましい。また、溶融亜鉛めっき浴に浸漬後さらに合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造してもよい。この場合、合金化処理した後の冷却において、300℃までの平均冷却速度が 5℃/s 以上になるように冷却することが好ましい。なお、上記溶融亜鉛めっき浴から出た後、あるいは合金化処理後の冷却についても、マルテンサイト相形成の観点から、冷却速度の上限は特に規定する必要はなく、ロール冷却やガスジェット冷却の他、水焼入設備等を用いて冷却してもよい。

また、上記焼鈍後の冷却までを焼鈍ラインで行い、一旦室温まで冷却した後、別途溶融亜鉛めっきラインにて溶融亜鉛めっきを施し、或いはさらに合金化処理を行っても良い。

ここで、めっき層は純亜鉛めっきや亜鉛系合金めっきに限らず、AlめっきやAl系合金めっきなど、従来、鋼板表面に施されている各種めっき層とすることも勿論可能である。

また、上記のように製造した冷延鋼板（冷延焼鈍板ともいう）あるいはめっき鋼板には、形状矯正、表面粗度等の調整の目的で調質圧延またはレベラー加工を施してもよい。調質圧延或いはレベラー加工の伸び率は合計で0.2～15%の範囲内であることが好ましい。0.2%未満では、形状矯正、粗度調整の所期の目的が達成できないおそれがあり、一方、15%を超えると、顕著な延性低下をもたらす傾向があるため好ましくない。なお、調質圧延とレベラー加工では、加工形式が相違するが、その効果は、両者で大きな差がないことを確認している。調質圧延、レベラー加工はめっき処理後でも有効である。

実施例

次に、本発明の実施例について説明する。

表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。これら鋼スラブを1250℃に加熱し粗圧延してシートバーとし、次いで、表2に示す条件の仕上圧延を施す熱間圧延工程により熱延板とした。これらの熱延板を酸洗後圧下率65%の冷間圧延を施す冷間圧延工程により板厚1.2mmの冷延板とした。引き続き、これら冷延板に連続焼鈍ラインにて、表2に示す条件で連続焼鈍を行なった。次いで、得られた冷延焼鈍板に伸び率0.5%の調質圧延を施し、各種特性を評価した。なお、No. 2および9の鋼板は、連続溶融亜鉛めっきラインにて冷延板焼鈍工程を施し、その後引き続きインラインで溶融亜鉛めっき（めっき浴温：480℃）を施して溶融亜鉛めっき鋼板とし、同様に調質圧延を施し各種特性を評価した。なお、ここで鋼板No. 25が、前述の図2（a）、鋼板No. 26が図2（b）、鋼板No. 27が図3（a）、そして鋼板No. 28が図3（b）である。

得られた各冷延焼鈍板および熔融亜鉛めっき鋼板の、微視組織、引張特性および r 値について調査した結果を表2に示す。また、熱間圧延工程後の熱延板について、NbCとして析出固定されるC量の割合と微視組織（結晶粒径）について調べた。調査方法は下記の通りである。

(i) 熱延板中のNbCとして析出固定されるC量の割合

前述のように抽出分析により析出Nb、析出Ti、析出N、析出S量を定量し、下記式で求めた。

$$[C]_{fix} = 100 \times 12 \times ([Nb^*] / 93) / [C]_{total}$$

ここで、鋼中にTiを含有しない場合、

$$[Nb^*] = [Nb] - (93 [N] / 14) 、 [Nb^*] > 0$$

Tiを含有する場合、

$$[Nb^*] = [Nb] - (93 [N^*] / 14)$$

なお、式中、

$$[N^*] = [N] - (14 [Ti^*] / 48) 、 [N^*] > 0$$

$$[Ti^*] = [Ti] - (48 [S] / 32) 、 [Ti^*] > 0$$

$[C]_{fix}$ は析出固定されるC量の割合(%)、

$[C]_{total}$ は、鋼中の全C含有量(質量%)、

$[Nb]$ 、 $[N]$ 、 $[Ti]$ 、 $[S]$ はそれぞれ析出Nb、析出N、析出Ti、析出S量(質量%)である。

なお、抽出分析の方法は、10%マレイン酸系電解液を用いて電解抽出した残渣をアルカリ融解し、融成物を酸溶解した後、ICP発光分光法で定量した。

(ii) 熱延板の結晶粒径

ナイトール腐食した圧延方向に平行な板厚断面(L断面)を光学顕微鏡で撮像し、JIS G 0552に準じた切断法により、前述のように平均結晶粒の切片長さ $l(\mu m)$ を求め、(ASTM)公称粒径 $d_n = 1.13 \times l$ として表記した。粒界としては、先述したように、ナイトール液により腐食し、通常通り深く腐食される線および腐食が浅い線の双方を粒界としてカウントした。また、このようにして測定した平均結晶粒径の値は、傾角 5° 以上の結晶粒境界を結晶粒界とみなして測定した値に相当することをEBSP解析により確認した。ここでナイ

タール液は、3%硝酸アルコール溶液（3% HNO_3 - $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ）を用い、10～15秒間腐食した。

(iii) 冷延焼鈍板の微視組織

各冷延焼鈍板から試験片を採取し、圧延方向に平行な板厚断面（L断面）について、光学顕微鏡或いは走査型電子顕微鏡を用いて400～10000倍で微視組織を撮像し、相の種類を観察するとともに、1000～3000倍の像から主相であるフェライト相の面積率と第2相の面積率を求めた。

(iv) 引張特性

得られた各冷延焼鈍板から圧延方向に対して90°方向（C方向）にJIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠してクロスヘッド速度10mm/minで引張試験を行い、降伏応力（YS）、引張強さ（TS）および伸び（E1）を求めた。

(v) 平均r値

得られた各冷延焼鈍板の圧延方向（L方向）、圧延方向に対し45°方向（D方向）、圧延方向に対し90°方向（C方向）からJIS 5号引張試験片を採取した。これらの試験片に10%の単軸引張歪を付与した時の各試験片の幅歪と板厚歪を測定し、これらの測定値を用い、JIS Z 2254の規定に準拠して平均r値（平均塑性歪比）を以下の式から算出し、これをr値とした。

$$\text{平均 } r \text{ 値} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$$

なお、 r_0 、 r_{45} および r_{90} は、試験片を板面の圧延方向に対し、それぞれ0°、45°および90°方向に採取し測定した塑性ひずみ比である。

(vi) 集合組織

得られた各冷延焼鈍板の鋼板1/4板厚位置にて、白色X線を用いたエネルギー分散型X線回折を行った。測定面は、 α -Feの主要回折面である(110)面、(200)面、(211)面、(220)面、(310)面、(222)面、(321)面、(400)面、(411)面、(420)面の計10面について測定し、無方向性標準試料との相対強度比で各面のX線回折積分強度比を求め、求めた(222)面、(200)面、(110)面および(310)面のX線回折積分強度比 $P_{(222)}$ 、 $P_{(200)}$ 、 $P_{(110)}$ および $P_{(310)}$ を下記式の右辺各項に代入し、左辺項Aを算出した。

$$A = P_{(222)} / \{P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)}\}$$

表 2 に示す調査結果より明らかなように、本発明例では、いずれも TS440MPa 以上であり、かつ、平均 r 値が 1.2 以上と深絞り性に優れている。これに対し、本発明の範囲を外れる条件で製造した比較例では、強度が不足しているか、或いは r 値が 1.2 未満と深絞り性が劣っている。

産業上の利用可能性

本発明によれば、TS440MPa 以上、あるいはさらに強度が高い TS500MPa 以上や TS590MPa 以上であっても、平均 r 値が 1.2 以上と深絞り性に優れた高強度鋼板を安価にかつ安定して製造することが可能となり、産業上格段の効果を奏する。例えば、本発明の高強度鋼板を自動車部品に適用した場合、これまでプレス成形が困難であった部位も高強度化が可能となり、自動車車体の衝突安全性や軽量化に十分寄与できるという効果がある。また、自動車部品に限らず、家電部品やパイプ用素材としても適用可能である。

表 1

化 学 成 分 (質量%)																	備考
鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N	Mo	Cr	Cu	Ni	Ti	※1	※2		
A	0.014	0.09	1.52	0.022	0.005	0.034	0.034	0.0016	0.148	-	-	-	-	0.31	-	適合例	
B	0.020	0.31	1.60	0.052	0.002	0.035	0.062	0.0020	-	-	-	-	0.012	0.40	1.2	適合例	
C	0.023	0.52	1.85	0.041	0.003	0.033	0.065	0.0018	-	-	-	-	-	0.36	-	適合例	
D	0.025	0.28	2.01	0.038	0.005	0.035	0.082	0.0015	0.152	-	-	-	0.015	0.42	1.2	適合例	
E	0.026	0.51	2.11	0.035	0.004	0.033	0.078	0.0022	0.145	-	-	-	0.011	0.39	0.8	適合例	
F	0.022	0.69	2.22	0.054	0.005	0.033	0.075	0.0021	0.150	-	-	-	-	0.44	-	適合例	
G	0.028	0.50	1.98	0.033	0.003	0.045	0.080	0.0025	0.141	0.25	-	-	0.022	0.37	1.7	適合例	
H	0.030	0.42	2.10	0.035	0.002	0.029	0.116	0.0026	0.072	-	-	-	0.016	0.50	1.3	適合例	
I	0.031	0.48	2.05	0.035	0.003	0.033	0.075	0.0028	-	-	0.30	0.15	0.022	0.31	1.6	適合例	
J	0.035	0.01	2.22	0.035	0.004	0.038	0.078	0.0025	-	0.22	-	-	0.028	0.29	1.9	適合例	
K	0.037	0.18	2.10	0.035	0.004	0.105	0.075	0.0025	0.150	-	-	-	-	0.26	-	適合例	
L	0.040	0.20	2.10	0.030	0.003	0.051	0.082	0.0025	-	-	-	-	0.025	0.26	1.9	適合例	
M	0.046	0.23	1.52	0.012	0.003	0.038	0.235	0.0021	-	-	-	-	0.015	0.66	1.3	適合例	
N	0.006	0.51	2.30	0.045	0.005	0.035	0.010	0.0019	-	-	-	-	-	0.22	-	比較例	
O	0.080	0.01	1.32	0.050	0.003	0.033	0.013	0.0045	-	-	-	-	-	0.02	-	比較例	
P	0.050	0.01	1.77	0.035	0.003	0.047	-	0.0023	0.120	-	-	-	-	0	-	比較例	
Q	0.015	0.50	2.04	0.048	0.006	0.032	0.165	0.0023	-	-	-	-	-	1.42	-	比較例	
R	0.033	0.02	2.05	0.037	0.005	0.035	-	0.0020	-	-	-	-	-	-	-	比較例	
S	0.035	0.05	2.04	0.035	0.005	0.033	0.015	0.0016	-	-	-	-	-	0.06	-	比較例	
T	0.035	0.03	2.00	0.037	0.004	0.030	0.083	0.0024	-	-	-	-	-	0.31	-	適合例	
U	0.035	0.01	2.10	0.035	0.004	0.031	0.072	0.0024	-	-	-	-	-	0.27	-	適合例	
V	0.032	0.15	1.90	0.035	0.005	0.027	0.075	0.0018	-	-	-	-	0.02	0.30	1.5	適合例	
W	0.018	0.05	1.55	0.025	0.005	0.035	0.050	0.0020	-	-	-	-	-	0.36	-	適合例	
X	0.018	0.08	1.50	0.035	0.005	0.035	0.050	0.0025	-	-	-	-	0.023	0.36	1.4	適合例	
Y	0.018	0.05	1.52	0.035	0.005	0.035	0.050	0.0025	0.15	-	-	-	0.020	0.36	1.2	適合例	
Z	0.024	0.35	1.80	0.038	0.005	0.038	0.065	0.0023	0.10	0.10	-	-	0.025	0.35	1.6	適合例	
AA	0.030	0.50	2.10	0.035	0.005	0.035	0.082	0.0020	-	-	-	-	-	0.35	-	適合例	
AB	0.035	0.08	2.05	0.037	0.005	0.037	0.058	0.0020	-	-	-	-	-	0.21	-	適合例	
AC	0.035	0.10	2.08	0.037	0.005	0.038	0.182	0.0024	-	-	-	-	-	0.67	-	適合例	
AD	0.018	0.08	0.70	0.025	0.006	0.032	0.052	0.0022	-	-	-	-	-	0.37	-	比較例	
AE	0.020	0.10	1.65	0.032	0.006	0.033	0.140	0.0025	-	-	-	-	-	0.90	-	比較例	

(注) ※1=(Nb/93)/(C/12)

※2=(Ti/48)/{(S/32)+(N/14)}

表 2-1

鋼板 No.	鋼 No.	F T (°C)	C T (°C)	C _{fix} (%)	d n (μm)	300°Cから 700°Cまでの 平均加熱 速度 (°C/s)	700°Cから 焼鈍温 度までの 平均加熱 速度 (°C/s)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍温度 から 500°Cまでの 平均 冷却速度 (°C/s)	500°Cま たはめつ き後から 300°Cま での平均 冷却速度 (°C/s)	鋼組織			機械的特性				集合組織		めっき 処理	備考
											フェライト 相の面 積率 (%)	マテンサイト 相の面 積率 (%)	その他の 相の種 類	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	平均 r 値	A 値			
1	A	870	600	24	6.4	15	0.5	850	20	20	95	5	—	280	445	39	2.0	8.8	—	本発明例	
2		870	600	24	6.4	15	0.5	850	20	20	94	4	B	290	455	38	1.8	7.4	有	本発明例	
3		870	600	24	6.4	15	0.5	850	<u>3</u>	20	20	85	<u>0</u>	P	360	380	35	1.5	4.8	—	比較例
4	B	870	650	36	6.1	8	1.0	850	20	20	93	7	—	350	515	35		7.2	—	—	本発明例
5		870	650	36	6.1	8	—	<u>700</u>	20	20	100	<u>0</u>	—	390	430	38	<u>0.8</u>	<u>0.9</u>	—	比較例	
6		870	650	28	6.2	5	2.0	850	20	20	91	9	—	370	550	31	1.5	5.2	—	本発明例	
7	C	870	<u>750</u>	15	<u>9.2</u>	5	2.0	850	20	20	93	2	P, B	480	500	33	<u>1.0</u>	<u>1.3</u>	—	比較例	
8		860	600	37	5.2	12	1.5	860	15	15	92	8	—	390	615	30	1.3	3.3	—	本発明例	
9		860	600	37	5.2	12	1.5	860	15	15	91	8	B	410	625	28	1.3	3.1	有	本発明例	
10	D	860	600	32	5.3	12	1.5	870	15	15	90	10	—	410	620	30	1.3	2.9	—	本発明例	
11		860	<u>300</u>	10	<u>8.3</u>	12	1.5	870	15	15	76	8	P	365	550	28	<u>0.7</u>	<u>1.0</u>	—	比較例	
12		870	600	37	5.8	12	1.5	850	20	20	90	5	B, γ'	450	635	32	1.4	3.8	—	本発明例	
13	E	860	630	28	3.1	12	1.5	840	10	15	93	5	B	390	610	32	1.4	4.1	—	本発明例	
14		870	600	41	5.0	12	1.5	870	20	20	89	11	—	380	650	29	1.2	2.6	—	本発明例	
15		870	620	23	4.2	12	1.5	850	10	15	90	7	B	415	640	29	1.4	4.2	—	本発明例	
16	F	860	610	23	2.9	12	1.5	840	5	15	93	7	—	425	645	29	1.4	3.6	—	本発明例	
17		860	630	21	3.5	12	1.5	850	8	15	89	10	B	420	640	30	1.4	2.8	—	本発明例	
18		860	610	21	3.6	12	3.0	830	8	15	90	8	B	410	625	30	1.3	2.9	—	本発明例	
19	G	860	650	48	5.2	12	1.5	830	20	20	82	15	B	420	680	26	1.2	2.6	—	本発明例	
20		860	650	48	5.2	12	1.5	980	20	20	<u>0</u>	90	B	680	750	19	<u>0.7</u>	<u>0.9</u>	—	比較例	

表2-2

鋼板 No.	鋼 No.	F T (°C)	C T (°C)	C _{rit} (%)	d _n (μm)	300°Cから 700°Cまでの 平均加熱 速度 (°C/s)	700°Cか ら焼鈍温 度までの 平均加熱 速度 (°C/s)	焼鈍 温度 (°C)	焼鈍温度 から 500°Cま での平均 冷却速度 (°C/s)	500°Cま たはめつ き後から 300°Cま での平均 冷却速度 (°C/s)	鋼組織			機械的特性			集合同組織	めっき 処理	備考
											フェライト 相の面 積率 (%)	マテナイト 相の面 積率 (%)	その他 の相種 類	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	平均 r値		
21	N	850	650	10	23.0	12	1.5	880	20	20	97	0	P	350	420	38	1.5	3.0	比較例
22	O	860	550	1	15.0	12	1.5	820	20	20	78	12	B	440	570	25	0.8	1.2	比較例
23	P	870	650	0	12.0	12	1.5	820	20	20	85	15	—	405	660	22	0.8	0.8	比較例
24	Q	860	600	65	6.0	12	1.5	830	20	20	100	0	—	380	400	33	1.8	7.5	比較例
25	R	880	650	—	8.9	12	1.6	850	17	20	92	8	—	405	620	30	0.9	0.9	比較例
26	S	880	600	4	5.9	12	1.6	850	17	20	94	6	—	405	615	29	1.0	1.2	比較例
27	T	880	650	28	5.6	12	1.6	850	17	20	93	7	—	405	630	30	1.3	3.2	本発明例
28	U	860	610	25	2.8	12	1.6	850	20	20	90	10	—	390	630	31	1.5	4.2	本発明例
29	V	860	620	25	3.2	12	1.0	850	20	20	91	9	—	415	630	32	1.5	4.1	本発明例
30	W	880	600	28	6.1	15	0.5	860	20	20	93	7	—	295	460	40	2.0	8.7	本発明例
31	X	880	600	26	5.9	15	0.5	860	20	20	94	6	—	290	455	38	2.1	8.9	本発明例
32	Y	880	600	24	5.8	15	0.5	860	20	20	95	5	—	305	470	37	2.1	8.8	本発明例
33	Z	870	650	28	5.7	10	2.0	850	17	15	94	6	—	380	570	31	1.5	5.5	本発明例
34	AA	860	620	27	4.3	12	1.5	850	15	15	91	9	—	400	625	29	1.4	3.7	本発明例
35	AB	860	610	17	4.9	12	1.5	850	8	15	88	12	—	410	660	28	1.3	2.7	本発明例
36	AC	860	610	53	3.0	12	1.5	850	8	15	94	6	—	370	550	30	1.5	5.4	本発明例
37	AD	880	600	30	6.2	15	0.5	860	5	5	97	0	P	300	425	36	1.7	7.0	比較例
38	AE	870	650	78	3.8	8	1.0	850	20	20	100	0	—	310	430	35	1.8	7.1	比較例

F T : 仕上圧延出側温度

C T : コイル巻取温度

C_{rit} : 熱延板中にNbCとして析出固定されるC量d_n : 傾角15°未満の小傾角粒界を含めた熱延板平均結晶粒径 (公称粒径)

P : パーライト相

B : ベイナイト相

γ' : 残留オーステナイト相

A値 = $P_{(222)} / \{P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)}\}$

請求の範囲

1. 質量%で、

C : 0.010~0.050%

Si : 1.0%以下

Mn : 1.0~3.0%

P : 0.005~0.1%

S : 0.01%以下

Al : 0.005~0.5%

N : 0.01%以下

Nb : 0.01~0.3%

を含有し、かつ、鋼中の Nb および C の含有量が、

$(Nb/93)/(C/12) = 0.2 \sim 0.7$ (式中の Nb、C は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満たし、残部は実質的に Fe および不可避免的不純物からなる成分組成を有するとともに、面積率で 50% 以上のフェライト相と、面積率で 1% 以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、平均 r 値が 1.2 以上であることを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

2. 前記鋼板は、鋼板 1/4 板厚位置における板面に平行な (222) 面、(200) 面、(110) 面および (310) 面の各 X 線回折積分強度比が、

$P_{(222)} / \{P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)}\} \geq 1.5$ (式中の $P_{(222)}$ 、 $P_{(200)}$ 、 $P_{(110)}$ および $P_{(310)}$ は、各々鋼板 1/4 板厚位置における板面に平行な (222) 面、(200) 面、(110) 面および (310) 面の各 X 線回折積分強度比) なる関係を満足することを特徴とする請求項 1 に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

3. 上記組成に加えて、さらに Mo、Cr、Cu および Ni のうち 1 種または 2 種以上を合計で 0.5 質量%以下含有することを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

4. 上記組成に加えて、さらに Ti : 0.1 質量%以下を含有し、かつ、鋼中の Ti、S および N の含有量が、

$(\text{Ti}/48) / \{ (\text{S}/32) + (\text{N}/14) \} \leq 2.0$ (式中の Ti、S、N は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満足することを特徴とする請求項 1、2 または 3 に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

5. 表面にめっき層を有することを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板。

6. 質量%で、

C : 0.010 ~ 0.050 %

Si : 1.0 % 以下

Mn : 1.0 ~ 3.0 %

P : 0.005 ~ 0.1 %

S : 0.01 % 以下

Al : 0.005 ~ 0.5 %

N : 0.01 % 以下

Nb : 0.01 ~ 0.3 %

を含有し、かつ、鋼中の Nb および C の含有量が、

$(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$ (式中の Nb、C は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを熱間圧延にて仕上圧延出側温度 : 800℃以上とする仕上圧延を施し、巻取温度 : 400 ~ 720℃で巻取り、熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し、冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に焼鈍温度 : 800 ~ 950℃で焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から 500℃までの温度域の平均冷却速度 : 5℃/s 以上として冷却する冷延板焼鈍工程とを有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

7. 質量%で、

C : 0.010~0.050%

Si : 1.0%以下

Mn : 1.0~3.0%

P : 0.005~0.1%

S : 0.01%以下

Al : 0.005~0.5%

N : 0.01%以下

Nb : 0.01~0.3%

を含有し、かつ、鋼中の Nb および C の含有量が、

$(Nb/93) / (C/12) = 0.2 \sim 0.7$ (式中の Nb、C は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満たす組成になる鋼スラブを熱間圧延して、平均結晶粒径が $8 \mu m$ 以下である熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し、冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に、焼鈍温度: $800 \sim 950^{\circ}C$ で焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から $500^{\circ}C$ までの温度域の平均冷却速度: $5^{\circ}C/s$ 以上として冷却する冷延板焼鈍工程とを有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

8. 鋼スラブが、上記組成に加えて、さらに Mo、Cr、Cu および Ni のうち 1 種または 2 種以上を合計で 0.5 質量%以下含有することを特徴とする請求項 6 または 7 に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

9. 鋼スラブが、上記組成に加えて、さらに Ti : 0.1 質量%以下を含有し、かつ、鋼中の Ti、S および N の含有量が、

$(Ti/48) / \{ (S/32) + (N/14) \} \leq 2.0$ (式中の Ti、S、N は各々の元素の含有量 (質量%))

なる関係を満足することを特徴とする請求項 6、7 または 8 に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

10. 上記冷延板焼鈍工程の後の鋼板表面にめっき層を形成するめっき処理工程をさらに有することを特徴とする請求項6～9のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

図 1

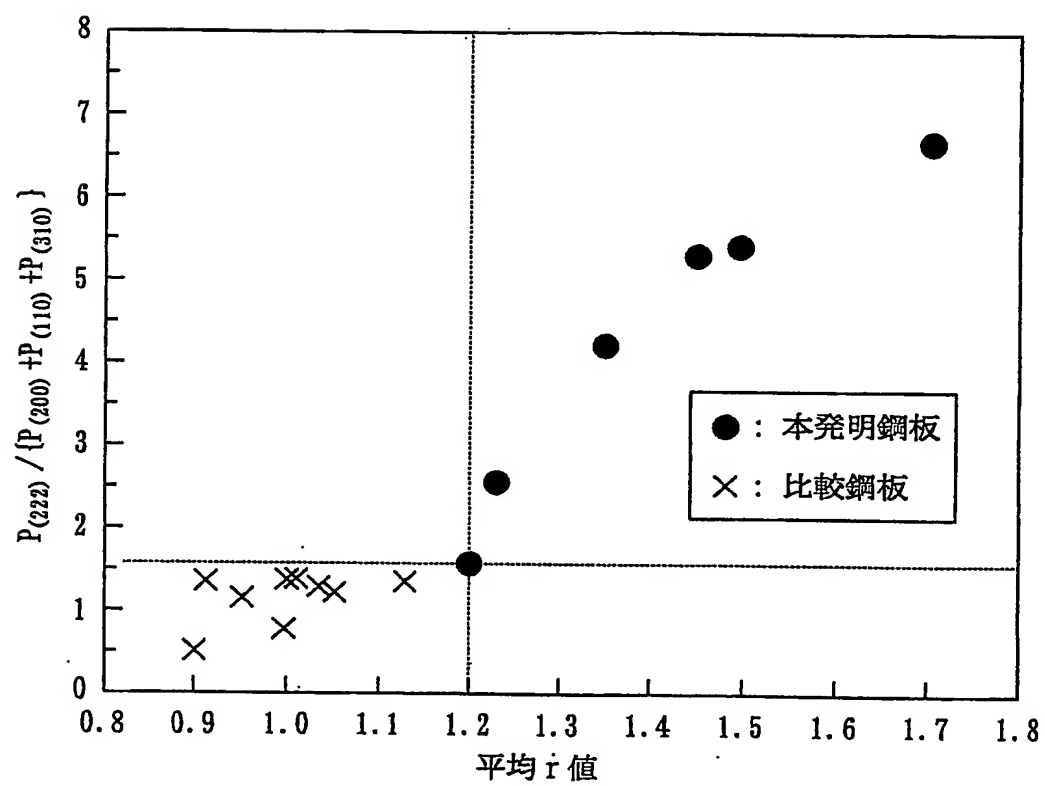


図2(a)

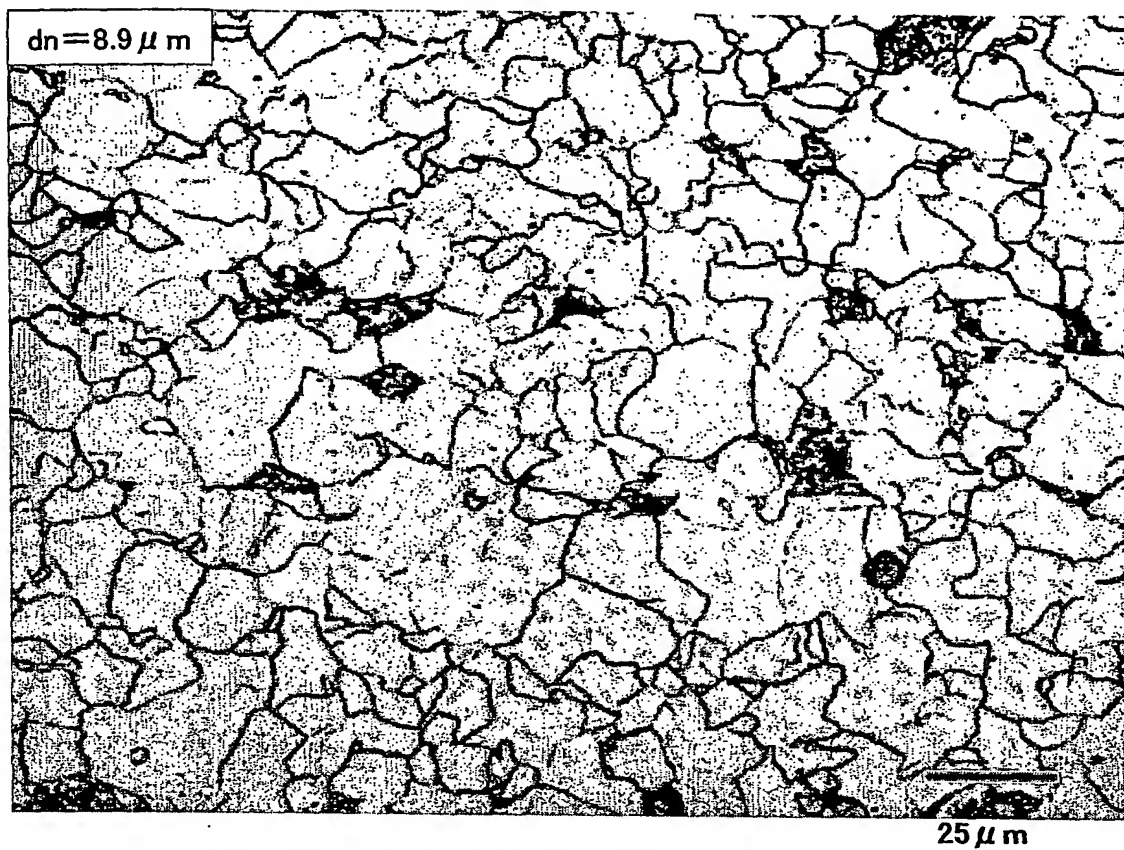


図2(b)

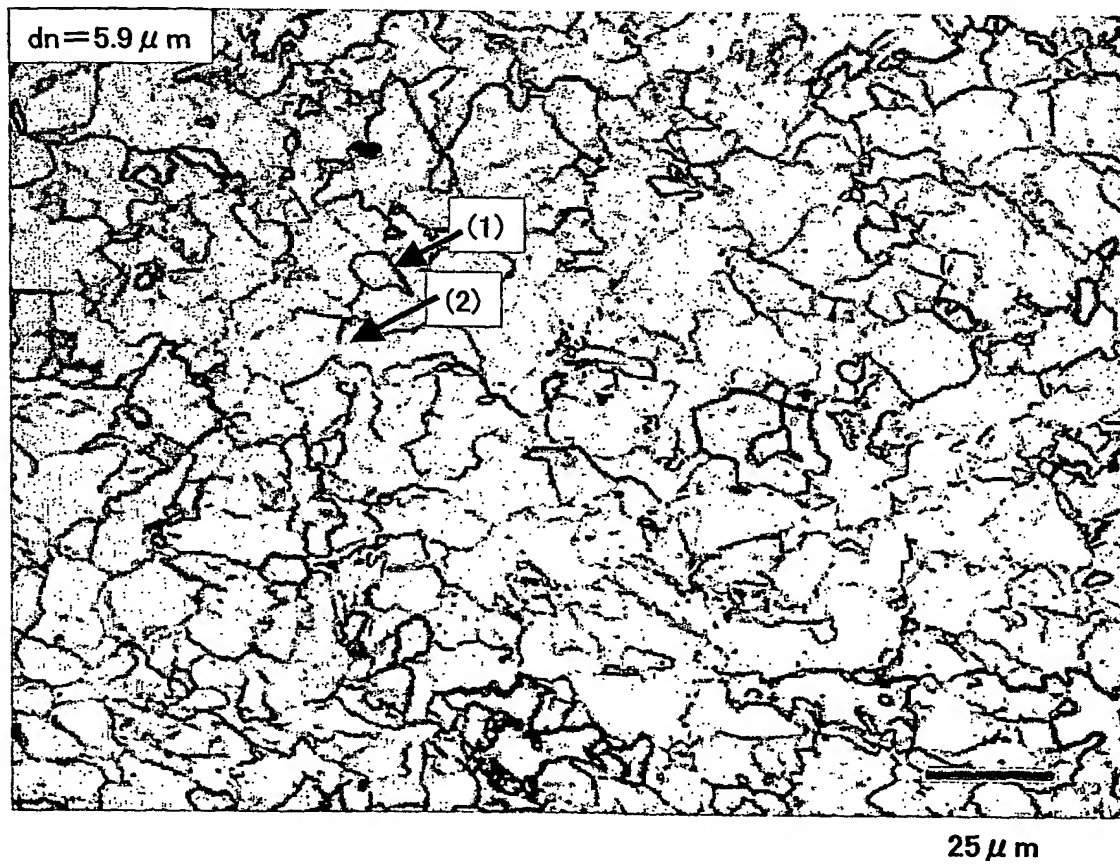


図3(a)

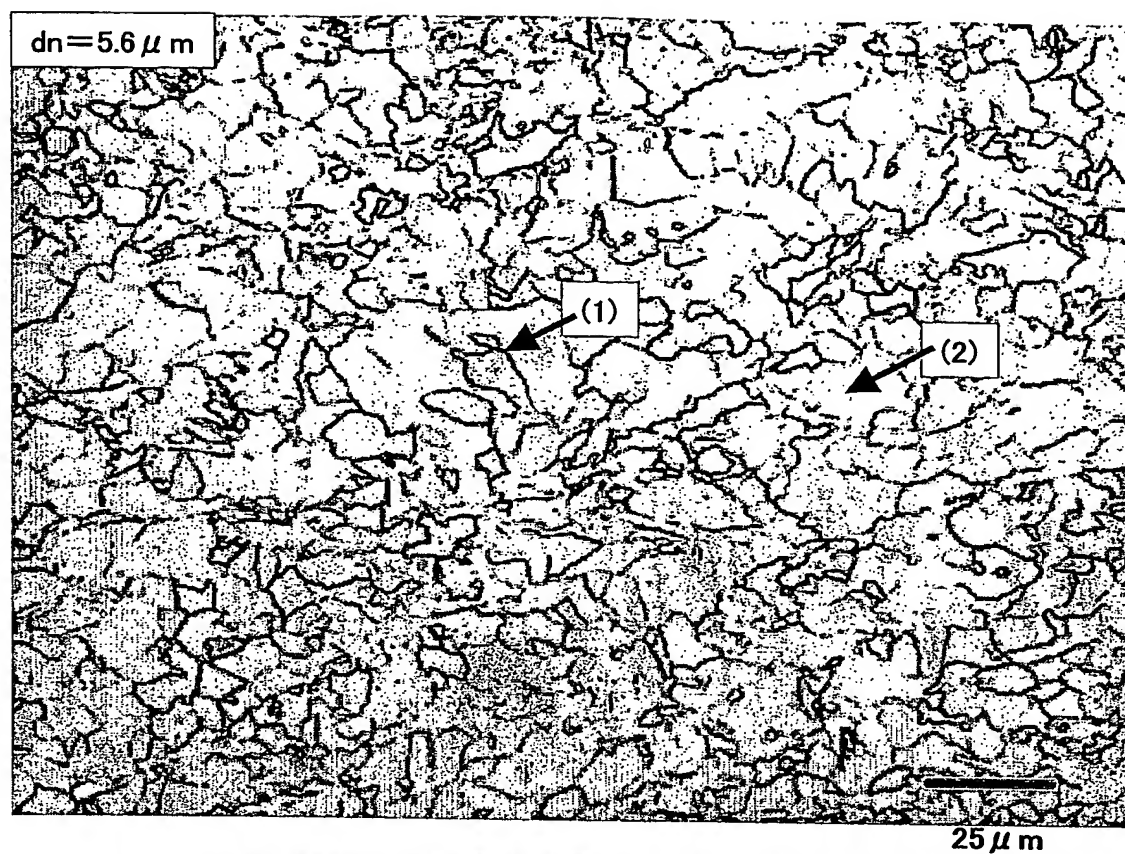
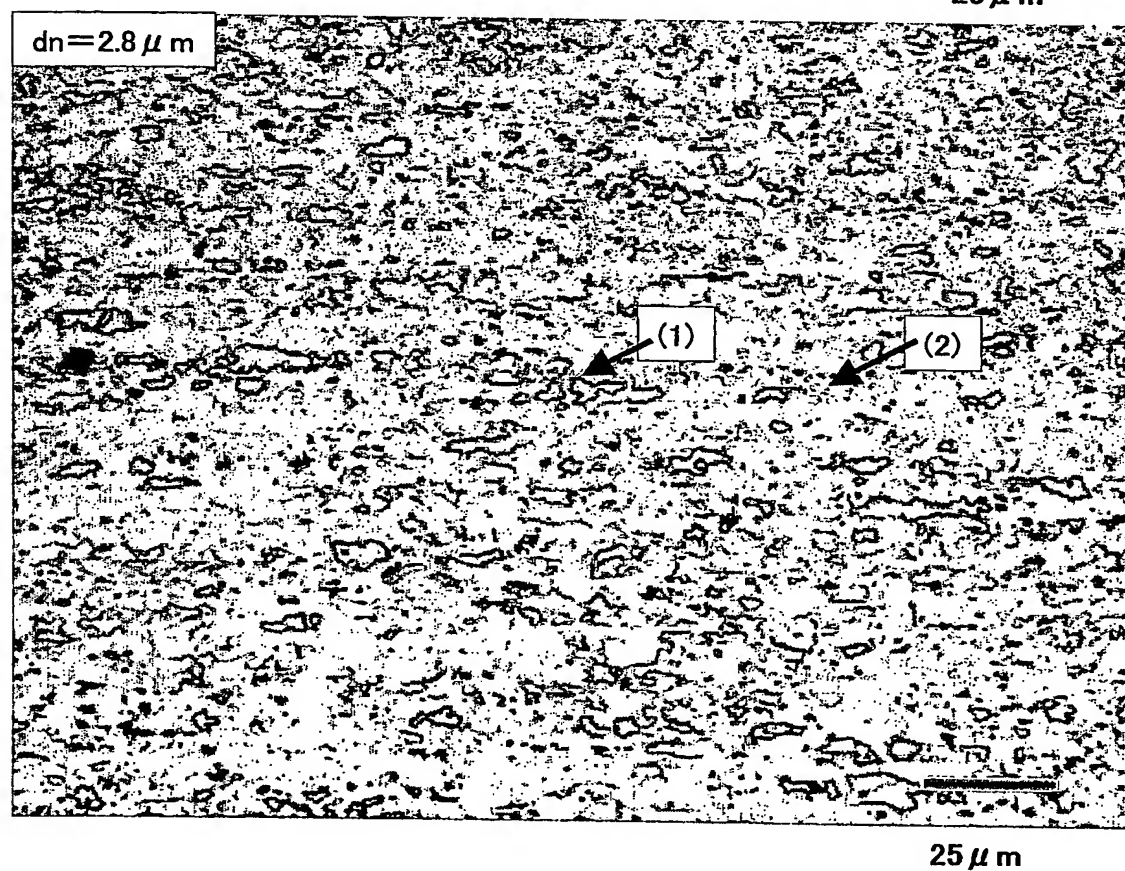


図3(b)



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/014039

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, C22C38/12, C21D9/46.

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2004
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2004	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2002-226941 A (Kawasaki Steel Corp.), 14 August, 2002 (14.08.02), Claims; column 11, line 16 to column 12, line 34; table 1; adaptation example K 0 & CN 1419607 A & EP 1338667 A1 & KR 2002-73564 A & TW 520398 A & US 2003-129444 A1 & WO 2002/044434 A1	1-10
X	JP 2002-256386 A (NKK Corp.), 11 September, 2002 (11.09.02), Claims; table 1; kind of steel A & CN 1457371 A & EP 1367143 A1 & US 2003-106620 A1 & WO 2002/068703 A1	1-10

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search
14 December, 2004 (14.12.04)

Date of mailing of the international search report
28 December, 2004 (28.12.04)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/014039

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 10-121205 A (Kawasaki Steel Corp.), 12 May, 1998 (12.05.98), Column 9, lines 33 to 44 & TW 420719 B	1-10

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))			
Int. Cl ⁷ C22C38/00, C22C38/12, C21D9/46			
B. 調査を行った分野			
調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))			
Int. Cl ⁷ C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48			
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2004年 日本国登録実用新案公報 1994-2004年 日本国実用新案登録公報 1996-2004年			
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号	
X	JP 2002-226941 A(川崎製鉄株式会社) 2002. 08. 14 特許請求の範囲 第11欄第16行-第12欄第34行 表1適合例K O&CN 1419607 A&EP 1338 667 A1&KR 2002-73564 A&TW 520398 A&US 2003-129444 A1&WO 2002 /044434 A1	1-10	
X	JP 2002-256386 A(日本鋼管株式会社) 2002. 09. 11 特許請求の範囲 表1鋼種A&CN 1457371 A&EP 1367143 A1&US 2003-106620 A1&WO 20 02/068703 A1	1-10	
A	JP 10-121205 A(川崎製鉄株式会社) 1998. 05. 12 第9欄第33-44行&T W 420719 B	1-10	
<input type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。			
* 引用文献のカテゴリー 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」 同一パテントファミリー文献			
国際調査を完了した日 14. 12. 2004		国際調査報告の発送日 28.12.2004	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (ISA/J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官 (権限のある職員) 小川 武	4 K 9 2 7 0 電話番号 03-3581-1101 内線 3435